Über die Eigenschaften von Eisen-Chrom-Kohlenstoff-Legierungen mit höheren Chrom- u. Kohlenstoff-Gehalten

Von der Technischen Hochschule zu Breslau
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs genehmigte

Dissertation

Vorgelegt von

Dipl.-Ing. Heinz Groß

aus Schweidnitz/Schlesien

Referent:
Prof. Dr. F. Sauerwald

Korreferent:
Prof. E. Diepschlag

Tag der mündlichen Prüfung: 29. 1. 1936.

Druck: Neumanns Stadtbuchdruckerei Gleiwitz
1938

R. UNIV.
BIBLIOTHEEK
LEIDEN

Die Anregung zur Untersuchung der Eigenschaften von Eisen-Chrom-Kohlenstoff-Legierungen mit höheren Chrom- und Kohlenstoff-Gehalten ging von der seinerzeit den Stadtwerken der Vereinigte Oberschlesische Hüttenwerke A.-G., Gleiwitz angegliederten Versuchsanstalt aus.

Die Versuche wurden in diesem Institut in Zusammenarbeit mit dem Lehrstuhl für Metallkunde (Herrn Professor Dr. Sauerwald) der Technischen Hochschule Breslau durchgeführt.

Es sei mir an dieser Stelle gestattet, Herrn Professor Dr. F. Sauerwald für das starke Interesse und die vielfachen Anregungen meinen aufrichtigen Dank auszusprechen.

Ferner danke ich Herrn Direktor König von den Stadtwerken Gleiwitz für die Genehmigung zur Durchführung der Versuche und den Herren der Versuchsanstalt, Herrn Obering. Gabiersch und Herrn Dr. Ing. Widawski für ihre bereitwillige Unterstützung und Förderung meiner Arbeit.

Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41549814_0074

Inhaltsverzeichnis.

Seite

A. Einleitung: Problemstellung und Literaturübersicht 7

B. Versuchsergebnisse: 8

I. Versuchsreihe: Hochlegiertes Chrom-Gußmaterial ohne weitere Zusätze 8

1. Glühversuche bei 870° und darüber 8

2. Glühversuche bei 800° und darunter 10

II. Zweite Versuchsreihe: Hochlegiertes Chrom-Gußmaterial mit Wolfram-Zusatz 11

III. Dritte Versuchsreihe: Hochlegiertes Chrom-Gußmaterial mit Ni- oder Mn-Zusatz 12

C. Zusammenfassung: 14

Einleitung.

Vorliegende Arbeit wurde im Jahre 1932 von einem Werk angeregt, das ein hoch Kohlenstoff- und Chrom-legiertes Sondermaterial herstellte. Bei den dortigen Gießbedingungen fiel dieses Material in einem verhältnismäßig weichen, wohl überwiegend austenitischen Zustand und wurde durch ein empirisch ermitteltes Glühverfahren gehärtet. Hierbei zeigte dieser Werkstoff öfters wechselnde Güteeigenschaften im Gebrauch bei geringen Schwankungen in der Festigkeit.

Es ist nun die Hauptaufgabe der nachfolgenden Untersuchungen, für diese empirisch ermittelte Härtemethode die wissenschaftlichen Grundlagen aufzufinden und damit die Gründe für die schwankenden Ergebnisse zu ermitteln. Aus den hierbei gewonnenen theoretischen Erkenntnissen sollten für die praktische Anwendung die besten Möglichkeiten gefunden werden, um diese Materialien einerseits auf höchste Härte zu bringen, anderseits den bestmöglichen bearbeitbaren Zustand zu erhalten.

Aus der Literatur sei zunächst auf die beiden Arbeiten von W. Tofaute, A. Sponheuer und H. Bennek[1]) und von W. Tofaute, C. Küttner und A. Büttinghaus[2]) verwiesen und auf die in diesen Arbeiten gegebenen Zusammenstellungen. Zur Ergänzung seien hier nur noch folgende Literaturstellen angeführt, die sich mit dem eigentlichen Problem dieser Arbeit, der Wärmebehandlung von Eisen - Chrom - Kohlenstoff-Legierungen mit höheren Chrom- und Kohlenstoff-Gehalten beschäftigen: F. Rapatz[3]), Monypenny[4]), E. Bain[5]),[6]), Poister[7]), I. P. Gill[8]), M. Quick[9]), E. Valenta[10]) und T. Murakami und A. Hatta[11]). In diesen Literaturstellen finden sich keine überzeugenden Angaben über die bei derartigen Legierungen durch Wärmebehandlung verursachten Zustandsänderungen. Im allgemeinen wird eine Martensitbildung aus Austenit angenommen, die aber, besonders infolge Fehlens der typischen Nadelstruktur im Mikrogefüge, nicht als sicher bewiesen anzusehen ist. Die letzten Entdeckungen auf dem Gebiete der Ausscheidungshärtung legten den Gedanken nahe, daß bei der Härtesteigerung Ausscheidungsmomente direkt oder indirekt eine wesentliche Rolle spielen könnten. Für diese Annahme spricht zunächst auch eine empirische Feststellung auf dem oben erwähnten Werk, daß die durch verschieden lange Glühzeit erhaltenen Ergebnisse bei konstanten Abkühlungsbedingungen verschiedene Werte bezüglich ihrer Brinellhärte, Verschleißfestigkeit und Widerstand gegen Druck bei hohen Temperaturen zeigten.

[1]) Arch. f. Eisenhüttenw. (1934/35) S. 499.
[2]) Arch. f. Eisenhüttenw. (1935/36) S. 607.
[3]) F. Rapatz, Die Edelstähle, Verl. J. Spriger (1934) S. 115.
[4]) J. Iron and Steel Inst. (1920) S. 493.
[5]) Trans. Am. Soc. Steel Treat. 5 (1924) S. 89.
[6]) vgl. Stahl und Eisen (1925) S. 1609.
[7]) Trans. Amer. Foundrymens Ass. (1927) S. 357.
[8]) Trans. Am. Soc. Steel Treat. (1929) S. 387.
[9]) Am. Inst. Min. Met. Engineers August 1923.
[10]) Carnegie School Mem. (1930) S. 79.
[11]) Reprinted from the Science Reports of the Tohoku Imperial University, Series I Vol XXIII Nr. 1.

Versuchsergebnisse.

Erste Versuchsreihe.

Hochlegiertes Chrom-Gußmaterial ohne weitere Zusätze.

Für die Untersuchungen wurden mehrere Reihen von Legierungen erschmolzen. Als erste Versuchsreihe wurde eine reine Fe - Cr - C-Legierung untersucht, deren Zusammensetzung und Brinellhärte im Gußzustand in Zahlentafel 1 angegeben ist.

Zahlentafel 1.

Mat. A	1,47 v. H. C	11,81 v. H. Cr	286 B. E.

Zunächst wurde das Material im Gußzustand auf die Möglichkeit der Bearbeitung mit spanabhebenden Werkzeugen untersucht. Es zeigte sich gewöhnlichen Bohrern gegenüber als unbearbeitbar, trotzdem es nur eine Härte von 286 B. E. aufwies. Zur mikroskopischen Untersuchung wurde die Legierung A mit 20%iger alkoholischer Salpetersäure geätzt. Das Präparat hat neben einem Netzwerk von Karbiden eine weiße, von dem Ätzmittel unangegriffenen austenitische Grundmasse (Bild 17).

Glühversuche bei 870° und darüber.

Es wurden nun isotherme Glühungen durchgeführt und nach erfolgter Luftabkühlung die Brinellhärten bestimmt. Die Ergebnisse sind in Zahlentafel 2 zusammengestellt.

Zahlentafel 2.

Mat.	Glüht.	0 St.	1 St.	2 St.	5 St.	10 St.	24 St.	48 St.	72 St.	Glühzeit
A	1100°	286	555	—	578	—	—	—	—	B. E.
	970°	286	627	652	652	627	—	—	—	„
	920°	286	600	—	600	—	600	—	—	„
	870°	286	600	627	627	610	532	512	512	„

Diese Glühungen haben sämtlich eine erhebliche Härtesteigerung bewirkt, wobei Brinellhärten von 510 bis 650 B. E. erzielt wurden. Da die Abkühlungsgeschwindigkeit bei allen Proben gleich war, kann nur die Glühtemperatur und die Glühzeit für diese schwankenden Ergebnisse verantwortlich gemacht werden. Bei der mikroskopischen Untersuchung wurde in keinem Falle eine ausgeprägte Martensitbildung gefunden, sondern nur eine mehr oder weniger starke Dunkelfärbung der vor dem Glühen austenitischen Grundmasse (vgl. Bild 18).

Diese Momente, das Fehlen einer martensitischen Struktur im Schliffbild und der deutliche Einfluß der Glühtemperatur und besonders der Glühzeit, würden die in der Einleitung besprochene Ansicht, daß es sich hier um eine Ausscheidungshärtung und nicht um eine Martensitbildung handeln könnte, bestärken.

Zur exakten Klärung dieser Frage wurde nun ein großer Teil der Glühversuche im Dilatometer wiederholt. Es ergaben sich die Kurven 1 bis 6.

Entgegen den mikroskopischen Feststellungen ist bei den mit Salpetersäure geätzten Präparaten, die keine Martensitnadeln zeigten, in den Dilatometerkurven sämtlicher Versuche bei der Abkühlung auf 200° ein Volumenanstieg festzustellen, der eine Martensitbildung bedeutet[12]).

[12]) Bestätigende Versuche wurden außerdem noch als Warmhärteversuche und röntgenographische Untersuchungen ausgeführt. Vgl. hierüber die Veröffentlichung von F. Sauerwald und H. Groß Z. f. anorg. Chemie (1934) Bd. 221 S. 159/60.

Außerdem ist bei sämtlichen Kurven ein verschieden stark ausgeprägter Längenabfall während der Glühung zu beobachten, der offensichtlich auf eine Entmischung des Austenits während der Glühung hindeutet. Wie weiter unten gezeigt wird, läßt sich dieser Vorgang, die Ausscheidung einer Karbidphase, durch ein geeignetes Ätzmittel mikroskopisch sehr gut nachweisen.

Durch den Grad der Ausscheidung dieser Karbidphase kann nun in dem bei vorliegenden Legierungen härtenden Austenit-Mischkristall eine Konzentrationsänderung bewirkt werden. Beim Guß sind beim Überschreiten der Soliduslinie alle Sekundärkarbide gelöst und wirken derart umwandlungshemmend, daß weder am Perlitpunkt noch am Martensitpunkt eine Umwandlung stattfindet, und der Austenit erhalten bleibt. Durch den Glühprozeß werden mehr oder weniger Sekundärkarbide zur Ausscheidung gebracht und der Grundmasse mehr oder weniger Legierungsbestandteile entzogen, wodurch die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit erniedrigt wird.

Der Grad der Ausscheidung der Sekundärkarbide ist abhängig von:

1. Glühzeit,
2. Glühtemperatur.
   a) Bei tieferer Temperatur geht die Ausscheidung langsamer vor sich als bei höheren Temperaturen, da bei tieferen Temperaturen alle Reaktionen träger sind als bei höheren.
   b) Anderseits können bei höheren Temperaturen nicht so viel Sekundärkarbide zur Ausscheidung kommen wie bei tieferen infolge der größeren Lösungsfähigkeit der austenitischen Grundmasse bei höheren Temperaturen.

Mit obigen Überlegungen kommt man zu einer Erklärung der Ergebnisse der Brinellhärten und der Dilatationskurven. Bei kurzer Glühzeit bei 870° ist eine geringe Menge von Karbiden zur Ausscheidung gekommen, erkenntlich an dem geringen Abfall beim Halten bei 870°, weshalb wir noch nicht die Höchsthärte erhalten. Metallographich heißt dies: Es sind neben Martensit noch Austenitreste vorhanden. Aus der Dilatationskurve (Bild 1) ist dies dadurch ersichtlich, daß der Martensiteffekt verhältnismäßig schwach auftritt.

Bei längerer Glühdauer werden weiterhin Sekundärkarbide ausgeschieden, und es wird eine Konzentration erreicht, die die Höchsthärte bewirkt. Metallographisch bedeutet dies eine vollkommene Bildung von reinem Martensit. In Bild 2 ist die weitere Ausscheidung beim Glühen bei 870° und eine starke Ausbildung des Martensiteffektes zu sehen.

Bei sehr langer Glühzeit bei 870° findet eine sehr starke Ausscheidung statt, wodurch die Härte wieder abfällt. Metallographisch heißt dies: Es wird neben Martensit noch Troostit gebildet, bzw. kubischer neben dem tetragonalen Martensit. In Bild 3 ist die größere Ausscheidung zu sehen und neben der Martensitbildung bei 200° auch ein Troostiteffekt bei 400°.

Beim Glühen bei 920° verfügen die Reaktionen über eine größere Geschwindigkeit. Da außerdem entsprechend der unter 2b besprochenen Temperaturabhängigkeit der Ausscheidung aus dem Mischkristall die Zahl der Karbide, die bei dieser Temperatur überhaupt ausgeschieden werden können, bedeutend geringer ist als bei 870°, sind diese schon nach einer Stunde voll ausgeschieden, weshalb eine längere Glühzeit keinen Einfluß mehr hat. Deshalb hält sich die Härte auch konstant und die Kurven bei ein- und zehnstündiger Glühzeit unterscheiden sich kaum (Bild 4 und 5). Der die Martensitbildung anzeigende Ausdehnungseffekt liegt bei etwas höheren Temperaturen als bei der Glühung bei 870° und geht bis zum Erreichen der Raumtemperatur etwas zurück, was wohl auf einen beginnenden Zerfall des tetragonalen Martensits zurückzuführen ist. Die nach einer Stunde Glühzeit erreichte Härte liegt dementsprechend bereits etwas rechts von der Höchsthärte.

Bei 970° werden noch weniger Karbide ausgeschieden, als bei 920°, so daß also ungefähr die Höchsthärte erreicht wird. Bei 1100° ist es eine noch geringere Anzahl, daß also bereits wieder Austenitreste neben Martensit vorhanden sind (vgl. Bild 6).

In Bild 7 findet sich ein weiterer Beweis dafür, daß die Glühzeit die Härte dadurch beeinflußt, daß unterschiedliche Mengen von Austenit in Martensit umgewandelt werden. Die Probe, mit der die Kurve von Bild 1 aufgenommen worden war, wurde wieder erwärmt (strichliert) und nochmals 5 Stunden bei 870° gehalten, darauf abgekühlt und erneut erwärmt (ausgezogen). Bei dem ersten Hochgehen sieht man bei 800° einen schwachen Effekt, der die Umwandlung des durch die Martensitbildung entstandenen α-Eisens in die γ-Eisen-Form anzeigt (Ac_1-Punkt). Bei der zweiten Erwärmung (nach der weiteren Glühung) ist dieser Effekt bedeutend stärker und ausgeprägter als nach der ersten, wie zu erwarten war. Die übrigen Effekte dieser Kurve decken sich mit denen der Bilder 1 und 2.

Wie bereits erwähnt wurde, kann man den Grad der Ausscheidung von Sekundärkarbiden sehr gut im Mikrobild beobachten, wenn man

mit einem Karbidätzmittel ätzt. Die Bilder 19 und 20 lassen die sich allmählich steigernde Ausscheidung im Laufe der Glühzeit bei 870° deutlich erkennen. Zum Schluß haben wir die sehr starke Ausscheidung bei ganz langer Glühdauer. Bei 920 und 970° ändert sich die Ausscheidung nicht merkbar im Verlauf der isothermen Glühung. Interessant ist auch die Beobachtung der Teilchengröße der ausgeschiedenen Karbide. Während diese bei tieferen Glühtemperaturen im Laufe der Glühzeit ansteigt, haben die bei hohen Glühtemperaturen ausgeschiedenen Karbide (Bild 21) sofort eine Größe, wie sie bei tieferen Temperaturen auch bei längster Glühzeit nie erreicht wird.

Glühversuche bei 800° und darunter.

Die Glühtemperaturen der bisher besprochenen Versuche lagen in dem Gebiet von 870 bis 1100°. Sie führten durchweg zu einer Martensitbildung und damit zu hoher Härte.

Es wurden nun gleichfalls isotherme Glühungen bei tieferen Temperaturen durchgeführt, durch welche vor allem auch die Frage des Weichglühens (Versetzen in einen bearbeitbaren Zustand) bei diesen Legierungen geklärt werden sollte. Deshalb wurden alle Proben mit einem gewöhnlichen Bohrer auf ihre Bearbeitbarkeit geprüft. Schon durch dieses rohe Prüfverfahren lassen sich die perlitischen und austenitischen Proben derselben Brinellhärte deutlich unterscheiden, und es wird ein gutes Bild über die zur Bearbeitbarkeit führenden Glühtemperaturen erhalten.

Die Ergebnisse der Glühungen sind in Zahlentafel 3 zusammengestellt.

Zahlentafel 3.

Mat.	Glüht.	0 St.	1 St.	2 St.	5 St.	10 St.	24 St. Glühzeit	
	800°	286	207	340	387	402	387 B. E.	bearbeitbar
	740°	286	286	269	269	228	223 „	„
A	600°	286	418	—	—	—	286 „	„
	500°	286	286	—	—	—	600 „	nicht bearb.
	400°	286	286	—	—	—	286 „	„ „

Es wurden nun wie bei den vorausgegangenen Glühversuchen auch hier die Glühungen im Dilatometer wiederholt und bei Material A die Bilder 8 bis 12 erhalten.

Die Bilder 8 und 9 der Glühungen bei 740 und 800° verlaufen verhältnismäßig gleich. Beim Anwärmen ist hier ab 650° ein Knick wahrnehmbar. Diese verstärkte Ausdehnung ist auf eine beginnende Perlitbildung zurückzuführen. Daß sie bei den zuerst aufgenommenen Kurven (Bilder 1 bis 7) nicht auftrat, ist darin begründet, daß bei diesen Kurven, deren Glühtemperatur sehr hoch lag, über dieses Gebiet beim Anwärmen schnell hinweggegangen wurde, während jetzt langsam hochgegangen werden mußte, um mit der Temperatur nicht über den gewünschten Punkt hinüberzukommen. Durch diesen Ausdehnungseffekt nun wird der sich gleichzeitig abspielende Kontraktionseffekt für die Ausscheidung der Sekundärkarbide überdeckt und ist deshalb im Dilatometer nicht zu erkennen. Daß aber auch bei diesen Glühungen eine Ausscheidung stattfindet, geht aus der mikroskopischen Untersuchung hervor, wie weiter unten gezeigt werden wird. Ein längeres Halten auf Glühtemperatur hat im Dilatometer weder bei 740 noch bei 800° irgend welchen Einfluß. Bei der Abkühlung tritt dann beim Durchlaufen des Ar_3-Punktes, dessen Temperatur aus Bild 7 zu ersehen ist, noch ein kleiner Effekt auf, der auf die restliche Perlitbildung zurückzuführen ist und je nach der Überhöhung über den Ar_3-Punkt stärker oder schwächer ausgebildet ist.

In Übereinstimmung mit den Ergebnissen dieser Dilatometeruntersuchungen sind die bei 740 und 800° geglühten Proben gut bearbeitbar, wie aus Zahlentafel 3 hervorgeht.

Vollkommen anders sieht die Kurve der Glühung bei 600° (Bild 12) aus. In den ersten Minuten des Haltens bei 600° findet ein kleiner Kontraktionseffekt statt, dann dehnt sich die Probe in den ersten anderthalb Stunden verhältnismäßig stark aus und bleibt dann auch bei einer weiteren Glühzeit von zwei Stunden auf dieser Stelle stehen. Bei der Abkühlung verläuft diese Kurve linear, ohne weder am Troostitpunkt noch am Martensitpunkt irgendwelche Effekte zu zeigen. Wie aus Bild 7 hervorgeht, liegt diese Glühung 100° unterhalb des Ar_3-Punktes. Der erste schwache Kontraktionseffekt ist, wie bei den Glühungen über 870° auf die Ausscheidung von Sekundärkarbiden

zurückzuführen, dann folgt gewissermaßen eine unterkühlte Perlitbildung, die zur vollkommenen Ausbildung mehrere Stunden braucht, da die Glühtemperatur sehr tief liegt. Daß der Ausscheidungseffekt der Sekundärkarbide so schwach ist, liegt ebenso wie bei den Glühungen bei 740 und 800° daran, daß er sich mit dem Umwandlungseffekt in entgegengesetzter Richtung überdeckt.

Bei kurzer Glühzeit (¾ Stunden) bei 600° (Bild 11) hat sich nur ein Teil des Perlits bilden können, und die restliche Umwandlung findet deshalb am Martensitpunkt statt. Aus diesem Grunde erhält man nach einstündiger Glühzeit bei 600° die Brinellhärte von 418 B. E., die sich aus einer Struktur, die aus Perlit und Martensit besteht, ergibt aber noch gerade bearbeitbar ist. Bei ganz kurzer Glühzeit bildet sich überhaupt kein Perlit und es findet nur eine teilweise Martensitbildung statt, wobei ein Teil des Austenits erhalten bleibt (Bild 10). Ein derartiger Fall liegt wohl auch nach sehr langer Glühzeit bei 500° vor, wie aus der Brinellhärte von 600 B. E., die hierbei erreicht wird, zu ersehen ist.

Die weitere Untersuchung des Materials A ergab, daß bei kurzer Glühzeit bei 500° und bei allen Zeiten bei 400° Glühtemperatur keine Veränderung der austenitischen Grundmasse mehr eintritt, wie aus den gleichbleibenden Brinellhärten hervorgeht und durch mikroskopische Untersuchungen festgestellt wurde.

In dem mit Salpetersäure geätzten Schliffbild zeigt sich die weichgeglühte (perlitische) Grundmasse als gut ätzendes, dunkles Gefüge (Bild 22). Beim Ätzen mit dem Karbidätzmittel ist wieder die Ausscheidung der Sekundärkarbide zu sehen, die sehr fein sind und in großer Zahl auftreten (Bild 23).

Zweite Versuchsreihe.

Hochlegiertes Chrom-Gußmaterial mit Wolfram-Zusatz.

Als nächste Versuchsreihe wurde eine Fe-Cr-C-Legierung mit W-Zusatz, die unter denselben Bedingungen wie die vorigen erschmolzen war, untersucht. Ihre Zusammensetzung und Brinellhärte im Gußzustand hatte folgende Werte:

Zahlentafel 4.

Mat. I	1,93 v. H. C	16,90 v. H. Cr	1,59 v. H. W	364 B. E.

Dieses Material ist ebenfalls im Gußzustand durch spanabhebende Werkzeuge unbearbeitbar und zeigt im Schliffbild nach Ätzung mit alkoholischer Salpetersäure eine austenitische Grundmasse mit einem ledeburitischen Karbidnetzwerk.

Mit dieser Legierung wurden nun genau so wie mit den vorigen isotherme Glühungen durchgeführt, deren Ergebnisse in Zahlentafel 5 zusammengestellt sind.

Zahlentafel 5.

Mat.	Glüht.	0 St.	1 St.	2 St.	5 St.	10 St.	24 St.	48 St. Glühzeit	
	1100°	365	627	—	652	—	—	— B. E.	unbearb.
	920°	365	683	—	652	—	627	627 „	„
	870°	365	627	652	652	652	652	627 „	„
I	800°	365	477	512	555	512	512	512 „	„
	740°	365	387	364	364	402	332	— „	bearb.
	600°	365	—	—	—	—	444	— „	„
	500°	365	—	—	—	—	365	— „	unbearb.

Aus einem Vergleich der hier erhaltenen Brinellhärten mit denen der reinen Fe-Cr-C-Legierungen sieht man zunächst, daß bei allen Glühtemperaturen und Glühzeiten von 870° aufwärts in jedem Falle eine Höchsthärte von über 600 B. E. erreicht wird.

Wolfram ist ein sehr lebhafter und starker Karbidbilder, wodurch natürlich die Ausscheidungsgeschwindigkeit der Karbide bedeutend erhöht wird, und in kürzester Zeit die zur vollkommenen Martensitbildung nötige Menge von Legierungsbestandteilen der Grundmasse entzogen wird. Außerdem bleibt infolge des Vorhandenseins einer zusätzlichen Komponente eine ausreichende Menge an selbsthärtenden Legierungsbestandteilen in der Grundmasse zurück, um bei der folgenden Luftabkühlung die Höchsthärte zu bewirken.

Entsprechend diesen Überlegungen ist schon nach einer Stunde Glühzeit bei 870° eine starke Ausscheidung von Sekundärkarbiden zu sehen, die sich auch bei längster Glühzeit nicht mehr steigert. Ein weiterer Unterschied dieser Legierung gegenüber den W-freien besteht darin, daß die Glühungen bei 800° zu hohen Härten und zur Nichtbearbeitbarkeit führten. Man könnte nun zunächst geneigt sein, anzunehmen, daß bei der Abkühlung von 800° eine Martensitbildung stattgefunden hätte. Eine Wiederholung der Glühung im Dilatometer gab aber dafür keinen Anhalt. Man sieht beim Abkühlen nach der Glühung von 800° (Bild 13) um 700° einen Effekt, der auf eine Perlitbildung hindeutet. Ein Martensiteffekt tritt nicht mehr auf.

Eine Ätzung mit alkoholischer Salpetersäure zeigt bei den bei 800° geglühten Proben eine weitere, über das ganze Schliffbild verteilte, blaugrüne Phase (Bild 24). Wahrscheinlich handelt es sich um ein ausgeschiedenes Eisenwolframid, daß sich nach Sykes[13],[14] in diesem Temperaturbereich ausscheidet, und das dadurch Härtesteigerungen hervorruft.

Zusammenfassend sind für die praktische Anwendung eines W-Zusatzes zu dem hochlegierten Fe-Cr-C-Material die beiden Tatsachen als sehr wesentlich zu verzeichnen: Erstens ist es bei einem W-Zusatz noch sehr einfach, durch eine kurze Glühung, der eine Luftabkühlung folgen kann, das Material in einen durch spanabhebende Werkzeuge gut bearbeitbaren Zustand zu versetzen. Außerdem ist zu vermerken, daß durch einen W-Zusatz die Zeit- und Temperaturabhängigkeit des Hartglühens vermieden wird, was bedeutet, daß die Härtung dieser Legierungen durch W-Zusatz vereinfacht wird.

---

[13]) Am. Inst. Min. Met. Eng. Bd. 73 S. 968 (1926).

[14]) vgl. F. Sauerwald, Lehrbuch der Metallkunde Verl. Jul. Springer (1929) S. 379.

Dritte Versuchsreihe.

Hochlegiertes Chrom-Gußmaterial mit Nickel- oder Mangan-Zusatz.

Durch die nächste Versuchsreihe sollte der Einfluß eines Zusatzes von Nickel oder Mangan auf diese Legierungen und ihre Härtemöglichkeiten geklärt werden. Die Zusammensetzung und die Brinellhärten im Gußzustand dieser zwei Schmelzen sind aus Zahlentafel 6 zu ersehen.

Zahlentafel 6.

Mat. K	1,93 v. H. C	16,83 v. H. Cr	2,23 v. H. Ni	321 B. E.
Mat. M	2,08 v. H. C	7,91 v. H. Cr	7,96 v. H. Mn	321 B. E.

Natürlich waren diese Materialien neben dem ledeburitischen Netzwerk auch mit einer austenitischen Grundmasse gefallen. Glühungen unter denselben Bedingungen wie bei den anderen Versuchsreihen, ergaben die in Zahlentafel 7 zusammengestellten Werte.

Zahlentafel 7.

Mat.	Glüht.	0 St.	1 St.	2 St.	5 St.	10 St.	24 St.	48 St.	Glühzeit	
	1100°	321	460	—	512	—	—	—	B. E.	unbearb.
	920°	321	600	—	627	—	652	652	„	„
	870°	321	587	600	627	627	652	627	„	„
K	800°	321	512	578	600	627	652	—	„	„
	740°	321	430	495	578	600	600	—	„	„
	580°	321	—	—	—	495	418	—	„	„
	500°	321	—	—	—	—	321	—	„	„
	1100°	321	321	—	277	—	—	—	B. E.	unbearb.
	920°	321	387	—	387	—	387	351	„	„
	870°	321	375	418	418	402	387	387	„	„
M	800°	321	375	387	402	418	418	—	„	„
	740°	321	418	418	418	495	477	—	„	„
	600°	321	—	—	—	—	332	—	„	„
	500°	321	—	—	—	—	477	—	„	„

Die beiden Elemente Ni und Mn wirken auf Fe-C-Legierungen noch bedeutend austenitstabilisierender als Cr. Die Neigung zur Bildung von Austenit bei Zimmertemperatur oder bei geringerer Konzentration zur Bildung von Martensit wird also bei einem zusätzlichen Ni- oder Mn-Gehalt zu den Fe-Cr-C-Legierungen noch erhöht. Gleichzeitig wird die Ausscheidungsgeschwindigkeit der Karbide, die bei reinen Fe-Cr-C-Legierungen bei höherer Glühtemperatur schon nach einer Stunde voll ausgeschieden waren, noch mehr verringert.

Hieraus erklärt sich die Feststellung, daß das Material K trotz längster Glühzeit bei 870° keinen Wiederabfall der Härte aufweist, wie auch die zur Erreichung der Höchsthärte nötige Glühzeit durch Zusatz von Nickel verlängert wird. Bei hohen Temperaturen (1100°), wo nicht so viele Karbide ausgeschieden werden können, wird die Höchsthärte überhaupt nicht erreicht.

Bei tieferen Glühtemperaturen (rd. 740°) macht sich die stark hemmende Wirkung des Ni auf die Ausscheidungsgeschwindigkeit der Karbide noch deutlicher bemerkbar. Bei der mikroskopischen und dilatometrischen Untersuchung (vgl. Bild 14) ist kaum eine Ausscheidung von Sekundärkarbiden zu sehen, weshalb der Austenit fast vollkommen erhalten bleibt. Bei längerer Glühdauer findet zwar eine starke Ausscheidung statt, die aber nur wieder zu einer Martensitbildung führt (Bild 15).

Ein gutes Verfahren, dieses Material in einen ausreichend bearbeitbaren Zustand zu versetzen, wurde darin gefunden, daß ein martensitisch gemachtes Stück (z. B. 2 Stunden bei 870° geglüht und an der Luft abgekühlt) angelassen wird. Ein derartiger Versuch mit einer Haltezeit von dreiviertel Stunden bei 700° ergab z. B. eine Brinellhärte von 418 B. E., und das Material war bearbeitbar. Hierbei war es gleichgültig, ob nach dem Glühen an Luft oder im Ofen abgekühlt wurde.

Es darf bei dem Anlassen natürlich mit der Temperatur nicht zu hoch gegangen werden, da beim Überschreiten des Ac_1-Punktes bei der folgenden Abkühlung in jedem Falle wieder eine Martensitbildung folgt. Anderseits darf die Temperatur aber auch nicht zu niedrig liegen, da der Martensit vorliegender Materialien sehr beständig ist und erst bei hohen Temperaturen erweicht wird.

Außerdem ist sehr wesentlich, daß das Material keine Austenitreste mehr enthält, da sonst eine weitere Umwandlung des Restaustenits in Martensit stattfindet und keine Bearbeitbarkeit erreicht wird. Z. B. ergab eine eine Stunde bei 740° geglühte Probe, die nachher wie die vorigen auf 700° angelassen wurde, eine Brinellhärte von 584 B. E. und war natürlich unbearbeitbar.

Bei den Dilatometeruntersuchungen des Materials M mit 7 v. H. Mn (vgl. Bild 16) erhält man nur noch eine Ausscheidung von Karbiden, ein Martensiteffekt tritt nicht mehr auf. Ähnliche austenitische Legierungen, die nur an Stelle des Mangan Nickel und infolge niedrigen Kohlenstoffgehaltes keine Ledeburitkarbide enthalten, hat Greulich auf ihre Fähigkeit, die Härte durch Ausscheiden der Karbide zu verändern, untersucht[15]). Die hierbei auftretenden Härtesteigerungen im Laufe von isothermen Glühungen sind, wie auch aus den Dilatations-

[15]) Archiv f. Eisenhüttenw. (1931/32) S. 325.

kurven dieser Arbeit und der verhältnismäßig geringen Zunahme der Brinellhärte hervorgeht, auf reine Ausscheidungseffekte zurückzuführen, wobei die austenitische Grundmasse in ihrer γ-Eisen-Struktur erhalten bleibt.

Im Schliffbild sieht man bei tieferen Glühtemperaturen, die einen bedeutend stärkeren Vergütungseffekt zeigen, die ausgeschiedenen Karbide nach bestimmten kristallographischen Richtungen angeordnet (Bild 25). Diese Feststellung deckt sich vollkommen mit den Beobachtungen von Greulich, der eine derartige Neigung ebenfalls bis zur Glühtemperatur von 800° fand und bei höheren Glühtemperaturen nicht mehr. Es erscheint wohl wahrscheinlich, daß bei diesen Legierungen eine echte Ausscheidungshärtung nur bei den tieferen Glühtemperaturen vorliegt, nämlich dann, wenn die Temperatur für die normale Ausscheidung bedeutend unterschritten ist. Die Härtesteigerung bei höheren Temperaturen ist wohl nicht als Ausscheidungshärtung anzusprechen, sondern wird nur additiv durch das zusätzliche Auftreten der harten Karbidphase bewirkt.

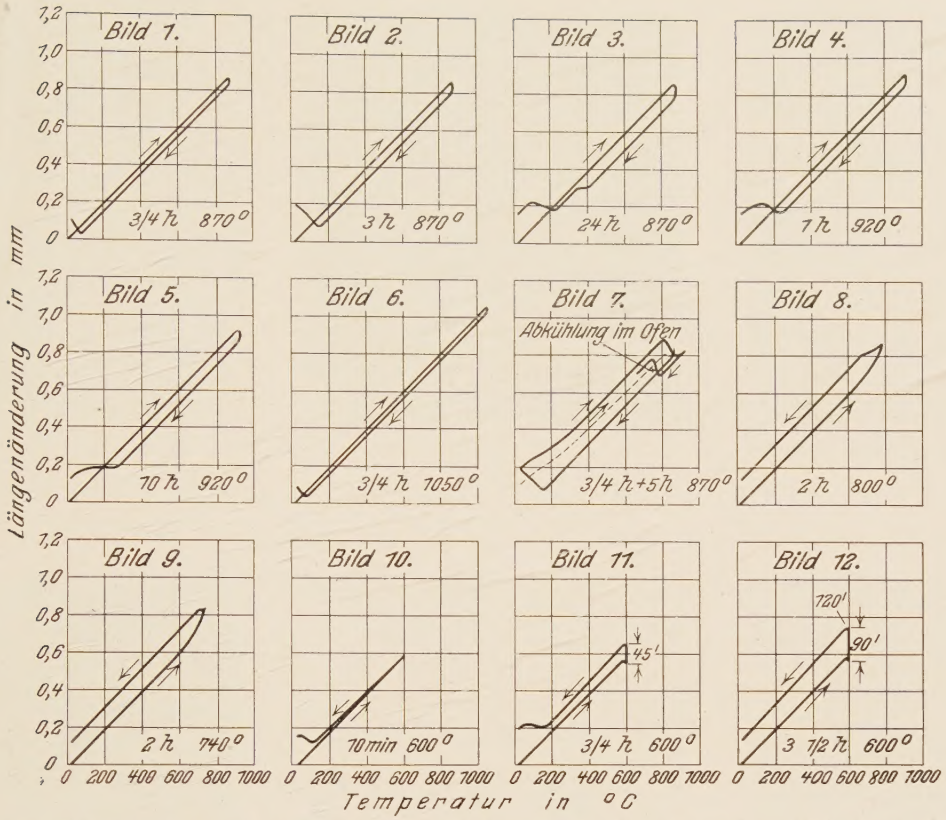
Zusammenfassung.

Es wurde austenitisches Chrom-Gußmaterial auf die Möglichkeit einer Umwandlung des Austenits in einen harten (martensitischen) und einen weichen (perlitischen), bearbeitbaren Zustand untersucht. Die Untersuchung wurde in der Weise durchgeführt, daß eine Legierung mit ca. 1,5 v. H. C und 12 v. H. Cr verschieden langen isothermen Glühungen (bis max. 72 Stunden) ausgesetzt und an der Luft abgekühlt wurde. Von den hierbei erhaltenen Proben wurden die Härten bestimmt und die Mikrogefüge durch verschiedene Ätzverfahren untersucht. Daraufhin wurden typische Glühungen im Dilatometer unter genau denselben Bedingungen wiederholt. Außerdem wurden die auf diese Art beobachteten Zustandsänderungen noch durch Warmhärteversuche, Prüfung der magnetischen Eigenschaften und durch Röntgenuntersuchungen nachgewiesen.

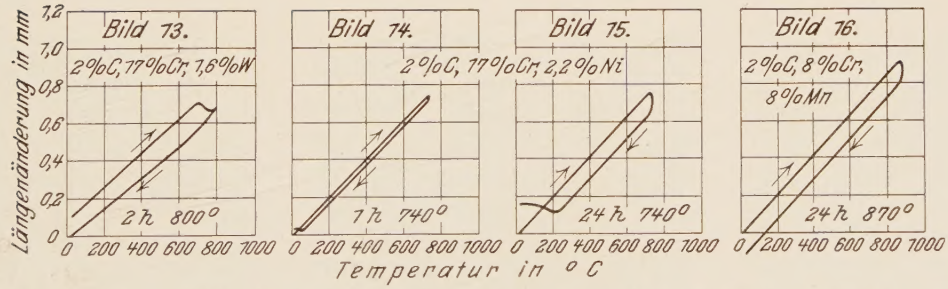
Hierbei ergab sich, daß durch eine Glühbehandlung die sekundären Karbide aus der Grundmasse ausgeschieden werden und je nach der Menge der ausgeschiedenen Karbide die Grundmasse an selbsthärtenden Bestandteilen soweit verarmt, daß bei der folgenden Luftabkühlung Martensit mit Austenitresten, reinster sehr harter Martensit, Troostit oder Perlit entsteht. Die Menge der ausgeschiedenen Karbide ist von der Glühzeit und der Glühtemperatur abhängig, so daß man drei Glühbereiche erhält, von denen der erste über 850° liegt und zu einem harten (martensitischen bis troostischen) Gefüge führt, der zweite von rd. 850 bis 600° reicht und zu einem bearbeitbaren (perlitischen bis sorbitischen) Gefüge führt und der dritte unterhalb 600 bis gegen 400° liegt und wieder ein martensitisches Gefüge ergibt. Glühungen bei noch tieferen Temperaturen bewirken keine Veränderung der nach dem Guß austenitischen Grundmasse.

Außerdem wurde der Einfluß eines Zusatzes von Wolfram und Nickel oder Mangan auf diese Materialien untersucht. Hierbei wurde gefunden, daß Wolfram die Ausscheidung der Karbide und die Härtung begünstigt, während Mangan und Nickel im umgekehrten Sinne wirken, und erst dann eine hohe Härte erreicht wird, wenn ein Maximum an Karbiden ausgeschieden ist. Ein höherer Mangan-Zusatz verhindert überhaupt die Umwandlung des Austenits und es treten nur noch Veränderungen auf, die auf das Ausscheiden der Sekundärkarbide zurückzuführen sind. Bei geeigneter Wärmebehandlung kann nun hierbei eine Vergütung durch Ausscheidungshärtung herbeigeführt werden.

Neben diesem Einfluß auf die Härtung bewirken Nickel und Mangan noch eine Erschwerung des Weichglühens. Es wurde deshalb für diese Zusätze eine Spezialglühmethode entwickelt, die auch bei höheren Gehalten an diesen Zusatzelementen zum Ziel führt, solange diese nicht derartig hoch sind, daß entsprechend dem oben gesagten, überhaupt keine Umwandlung des Austenits in α-Eisen mehr zu erreichen ist.



Bilder 1 bis 12. Längenänderung von Proben aus dem Versuchsstahl mit 2 % C und 12 % Cr bei Glühungen.



Bilder 13 bis 16. Längenänderungen von Versuchslegierungen mit Wolfram-, Nickel- oder Manganzusatz beim Glühen.

Bild 17. 2 % C, 12 % Cr; Gußzustand.
Geätzt mit HNO_3.

Bild 18. 2 % C, 12 % Cr; 1 h 920°.
Geätzt mit HNO_3.

Bild 19. 2 % C, 12 % Cr; 1 h 870°.
Geätzt mit $K_4Fe(CN)_6$.

Bild 20. 2 % C, 12 % Cr; 48 h 870°.
Geätzt mit $K_4Fe(CN)_6$.

Bild 21. 2 % C, 12 % Cr; 1 h 1100°.
Geätzt mit $K_4Fe(CN)_6$.

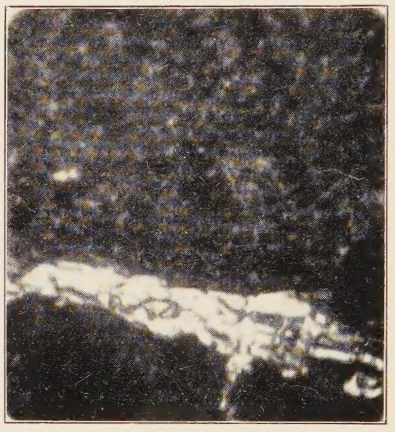


Bild 22. 2 % C, 12 % Cr; 2 h 740°.
Geätzt mit HNO_3.

Bild 23. 2 % C, 12 % Cr; 2 h 800°.
Geätzt mit $K_4Fe(CN)_6$.

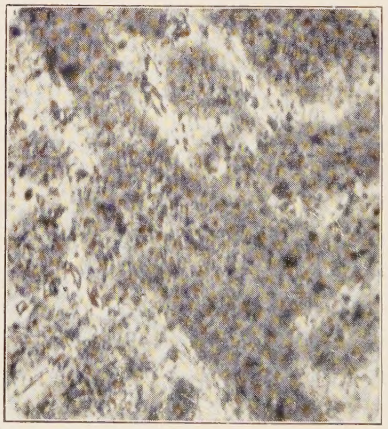


Bild 24. 2 % C, 17 % Cr, 1,6 % W; 1 h 870°.
Geätzt mit $K_4Fe(CN)_6$.

Bild 25. 2 % C, 8 % Cr, 8 % Mn; 2 h 740°.
Geätzt mit HNO_3.

Bilder 17 bis 25. Gefüge der untersuchten Legierungen. (× 1000.)

Lebenslauf.

Als Sohn des Nervenarztes Dr. med. Oskar Groß und seiner Ehefrau Else, geb. Neumann, wurde ich am 16. Mai 1905 zu Schweidnitz in Schlesien geboren. Zu Ostern 1924 legte ich an dem humanistischen Gymnasium zu Gleiwitz die Reifeprüfung ab. Studiert habe ich an der „Technischen Hochschule" zu Breslau, wo ich im Sommer-Semester 1931 die Diplom-Hauptprüfung in Fachrichtung „Eisenhüttenkunde" mit „sehr gut" bestand.

Im Januar 1932 wurde ich bei der „Vereinigte Oberschlesische Hüttenwerke A.-G." eingestellt und war zunächst in der den „Stadtwerken Gleiwitz" angegliederten Hauptversuchsanstalt tätig. Im Juni 1934 wurde ich in das Hüttenwerk „Zawadzki" versetzt, wo ich bis Dezember 1935 Sonderaufgaben für die Werksleitung bearbeitete. Seit Dezember 1935 bin ich in der Stellung eines Betriebsassistenten für den Stahlwerksbetrieb in dem Edelstahlwerk „Malapane" derselben Gesellschaft tätig.